

Japanese Patent No. P1042613

ABSTRACT

Diffusion of a main impurity doped in a semiconductor substrate is prevented by doping a compensation impurity in the epitaxial growth layer on the semiconductor substrate. According to the main and compensation impurities, the combination that one is larger and the other is smaller than a lattice constant of the semiconductor substrate, is chosen. For B as the main impurity, B with As, P with As or As is used as the compensation impurities. While, for P as the main impurity, As or B with As is used.

P104-613

⑬日本国特許庁(JP)

⑭特許出願公告

⑫特許公報(B1)

昭55-28215

⑮Int.Cl.³

識別記号

庁内整理番号

⑯公告 昭和55年(1980) 7月26日

H 01 L 21/20
21/22
29/72

7739-5F
6684-5F
7514-5F

発明の数 1

(全3頁)

1

2

⑭半導体装置

審判 昭50-1588
⑰特願 昭45-81239
⑱出願 昭45(1970) 9月18日
⑲発明者 中村正克
川崎市幸区小向東芝町1 東京芝浦
電気株式会社トランジスタ工場内
⑲発明者 米沢敏夫
川崎市幸区小向東芝町1 東京芝浦
電気株式会社トランジスタ工場内
⑲発明者 渡辺正晴
川崎市幸区小向東芝町1 東京芝浦
電気株式会社トランジスタ工場内
⑲発明者 村岡久志
川崎市幸区小向東芝町1 東京芝浦
電気株式会社トランジスタ工場内
⑲出願人 東京芝浦電気株式会社
川崎市幸区堀川町72番地

⑳代理人 弁理士 富岡章

㉑引用文献

特公 昭38-12069(JP, B1)
特公 昭39-24991(JP, B1)
特公 昭40-19859(JP, B1)

図面の簡単な説明

第1図及び第2図は本発明の1実施例のトランジスタの電流増幅率分布を従来のものと比較して示す図面である。

発明の詳細な説明

本発明はエピタキシャル気相成長層を備えた半導体装置に関する。

従来の半導体装置例えばシリコン NPN プレーナ形トランジスタにおいてはN⁺形の単結晶シリコン基板の一主面に形成されたN形のエピタキシャル気相成長層に二酸化シリコン膜をマスクとして不純物の選択拡散を行なつて形成したP形のベ

ース領域及びN⁺のエミタ領域を有する。

前記N⁺形シリコン基板は一般にアンチモン又は砒素を高濃度(通常~10²⁰/cm³程度)にドーブした低比抵抗のものを用いており、これに厚さ55μ乃至50μ程度のエピタキシャル気相成長層を形成している。

PNP形トランジスタの場合はP⁺形の基板の上にP形の気相成長層を形成している。

しかしこのような構造の半導体基体においては気相成長工程或いは不純物拡散工程中の加熱により基板中に高濃度にドーブされた不純物が気相成長層に拡散してこれが気相成長層内に結晶欠陥を作る原因となる。

特に低雑音用のトランジスタにおいて結晶欠陥の存在が雑音に悪影響を与えることが明らかとなつたが従来は前述の理由により欠陥の発生するのを避けることができずしたがって高性能のトランジスタを得るのが困難であつた。

本発明は前記従来の欠点を改善した半導体装置外1名20を提供するものである。

本発明の半導体装置は半導体基板にドーブされた主不純物(基板の導電形及び比抵抗を決定する主な不純物)がこの基板の上に形成されたエピタキシャル気相成長層に拡散した場合に気相成長層内に結晶欠陥が発生しないようにするために、前記主不純物と組合わされて欠陥の発生を防止する作用を有する不純物の少なくとも1種を気相成長層にドーブしている。

前記気相成長層にドーブする不純物(補償不純物)は電気的に活性な不純物でよい。

このように前記気相成長層に欠陥防止のためにドーブする添加不純物が活性であると気相成長層の主不純物を兼ねることもできる。

基板の主不純物と気相成長層の添加不純物との組合わせは一般には基板及び気相成長層の半導体の格子常数を中心として一方がこれより大きく他方がこれより小さいものの組合わせが用いられ、

3

これによつて半導体内に格子常数の異なる不純物が拡散侵入することによつて半導体内に生ずる応力を軽減して欠陥の発生を防止する。

例えば半導体がシリコンの場合基板には磷、アンチモン、砒素等が主不純物として用いられるが磷は格子常数がシリコンのそれよりも小さいから気相成長層にはシリコンより格子常数の大きい補償不純物を加える。

又活性不純物としては磷、砒素、ボロン等を組合せて用いることができる。

これらの不純物の組合せの中例えば砒素はシリコンと格子常数が近似しているからこれを添加することによつて結晶欠陥の発生が防止されるのは格子常数の大小の組合せによつて拡散歪を減少させるいわゆるストレインコンペンセーションとは全く異なる。

磷と砒素、ボロンと砒素の組合せの場合は2種の不純物が共存することによつて不純物の析出が防止され従つて結晶欠陥の発生が減少するものと考えられる。

半導体がシリコンの場合適当な不純物の組合せを以下に示す。

第 1 表

基板不純物	気相成長層補償不純物
	(活性, 主不純物兼用)
ボ ロ ン	ボロン+砒 素
磷	砒 素
磷	ボロン+砒 素
ボ ロ ン	磷+砒 素, 砒 素

なお、基板から気相成長層へ拡散する不純物の分布は気相成長層の基板に接する部分で最も高濃度で内部に向つて濃度が低下するから気相成長層に添加する補償不純物(気相成長層の主不純物が活性なのでその主不純物)の濃度分布を基板から拡散する不純物の濃度分布を補償するようにする

4

とさらに良い結果が得られる。これは特に基板の不純物が高濃度の場合に有効である。

このような気相成長層の不純物濃度分布は例えば気相成長層の成長に伴つて不純物のドーブ量を変化させることによつて達成できる。

第1図及び第2図は本発明を電力用トランジスタに適用した結果の1例を示すものである。

第1図に示す h_{FE1} はコレクタ電流 $I_c=1A$ のときの電流増幅率であり、第2図の h_{FE2} は $I_c=5A$ のときの電流増幅率である。

図から明らかなように h_{FE1} においては本発明に係るものと従来のものと殆んど差がないが、 h_{FE2} においては本発明に係るものは従来のものに比して高い分布を示し顕著な効果が認められる。本例のトランジスタは磷をドーブした比抵抗 0.01 乃至 $0.15\Omega cm$ の N^+ 形単結晶シリコン基板の一主面に厚さ $50 \pm 5\mu$ 、比抵抗 3 乃至 $4\Omega cm$ の N 形シリコンエピタキシャル気相成長層を形成したシリコン基体を用いた。

前記気相成長層の主不純物には磷を用い、又基板からの磷の拡散による結晶欠陥の発生を防ぐための添加不純物として砒素又は砒素+硼素ドーブし、この気相成長層に通常の選択拡散法によつてベース及びエミッタを形成してNPNトランジスタを製作した。

⑦特許請求の範囲

1 低比抵抗を有しP、Bの何れか1種の不純物を含有する半導体基体と、この基体に積層して形成する高比抵抗のエピタキシャル気相成長層と、この気相成長層に設けたPN接合とを具備し、前記気相成長層内の不純物としてB+As、B+As、Asからなる群中から1つを前記Bに、As、B+Asからなる群中の1つを前記Pに対して選定することを特徴とする半導体装置。

図 1

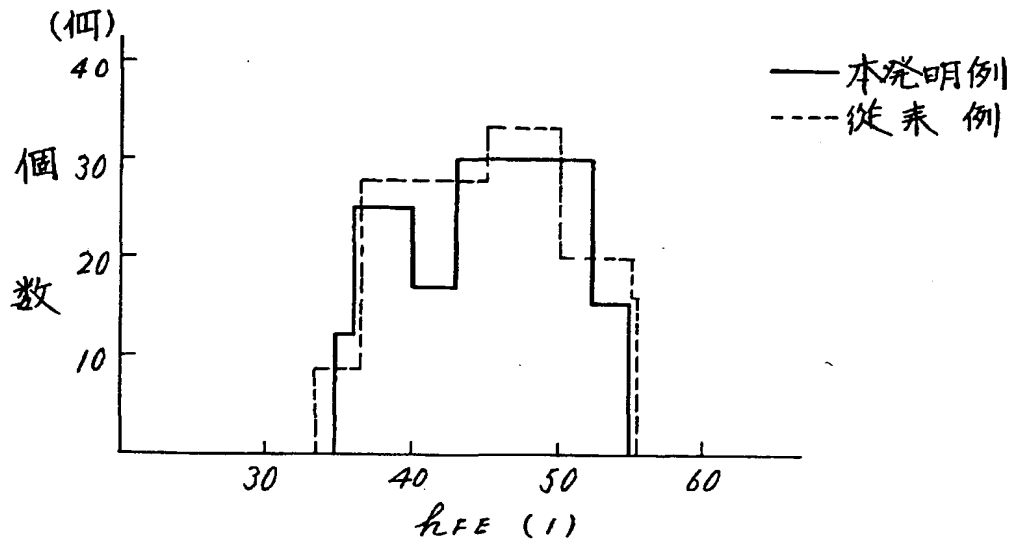
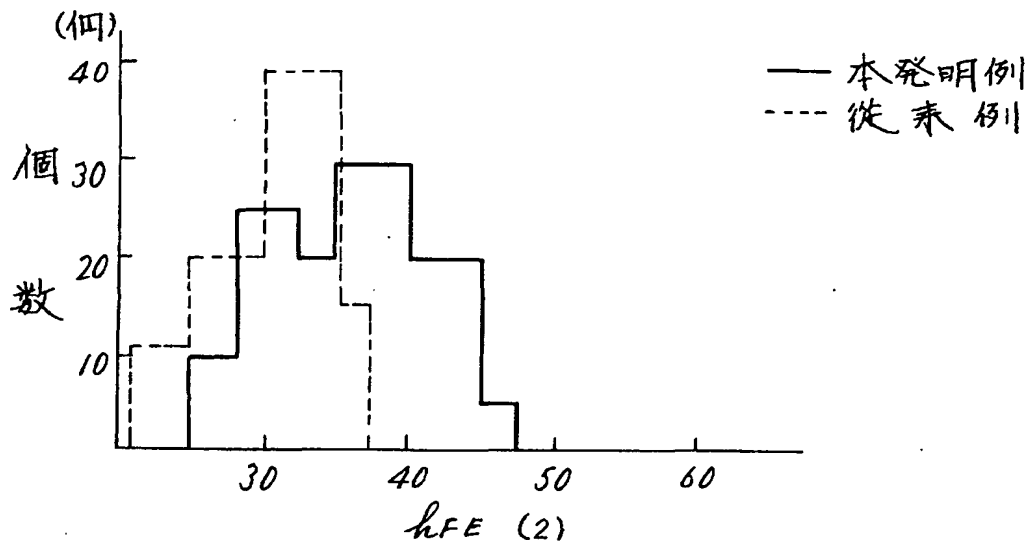


図 2



First-Principles Study on Indium atoms in Silicon

Jun Yamamichi and Nobutoshi Aoki¹

Corporate R & D Center, Toshiba Corporation,

1 Komukai, Suwayu-ku, Kawasaki 210-8582, Japan

¹ System LSI Development Center, Toshiba Corporation,

8 Shinsugita-cho, Isogo-ku, Yokohama, 225-8522, Japan.

During this decade, indium has been attracting semiconductor engineers and researchers as a *p*-type dopant element in silicon (Si) [1, 2]. The SSRCP is very suitable to depression of the short-channel effect without degradation of carrier mobility, which is very important issue to realize high performance operations in deep sub-micron devices. The exotic behavior of In atoms in Si suggests that the microscopic properties of In is quite different from that of boron (B) atoms, the most popular and the only practically used *p*-type dopant in Si semiconductors. The aim of the present investigation is to clarify the diffusion and activation phenomena of In atoms in Si by comparison with that of B atoms.

The total energy calculation is based on the density-functional theory using a generalized gradient approximation (PBE96 [3]) and the pseudopotential (PP) method. We adopted a 64-Si-atom supercell (a cubic cell of about 10 Å), 25 Rydberg cutoff energy, and 8 sampled *k*-points in the Brillouin zone. Total energy was optimized with respect to the atomic coordinates using a conjugate gradient method. Indium is reported as a troublesome element for local density approximation, because, in a few narrow-gap semiconductors (InP, InAs, and InSb), artificially shallow fully occupied 4*d* core states interact with anion *p*-states and affect electronic structure, though experimental total-energy-related properties like lattice constant, bulk modulus, etc. are well reproduced [4]. We found that the same trend is seen for the above-mentioned semiconductors using PBE96. To evaluate this artificial effect on the In-Si system, we used two types of PPs for In: one was a usual norm-conserving PP dealing with the 4*d* states as core and using a partial core correction, and the other was an ultrasoft PP explicitly dealing with the 4*d* states. We compared with the results using both PPs and found that the shallow 4*d* core state did not affect the following results.

Some of the calculated models and their formation energies are illustrated in Fig. 1. (Compared with B, there are remarkable differences as follows. With respect to the important diffusion behavior, the interstitially stable site is the T site, not the H site which is stable for B, and which is similar to interstitial Si⁺. The formation energy of the neighboring two substitutional In atoms is negative, which strongly accelerates segregation. Furthermore, this configuration makes for a fully unoccupied deep level, and is electrically inactive as an acceptor. On the other hand, the arbitrary configuration including two substitutional B atoms is active [5]. This suggests that the reason for the inactivity in the high concentration region of In is not only the deeper acceptor level but also the above-mentioned clustering.

References

- [1] D. A. Antoniadis and J. E. Chung, IEDM Tech. Dig. 21 (1991).
- [2] S. Inaba, *et al.*, IEDM Tech. Dig. 641 (2001).
- [3] J. P. Perdew, K. Burke and M. Ernzerhof, Phys. Rev. Lett. **77** 3865 (1996).
- [4] S. Massidda, *et al.*, Phys. Rev. B **41** 12079 (1990).
- [5] J. Yamamichi, N. Aoki, and I. Mizushima, Phys. Rev. B **63** 073202 (2001).

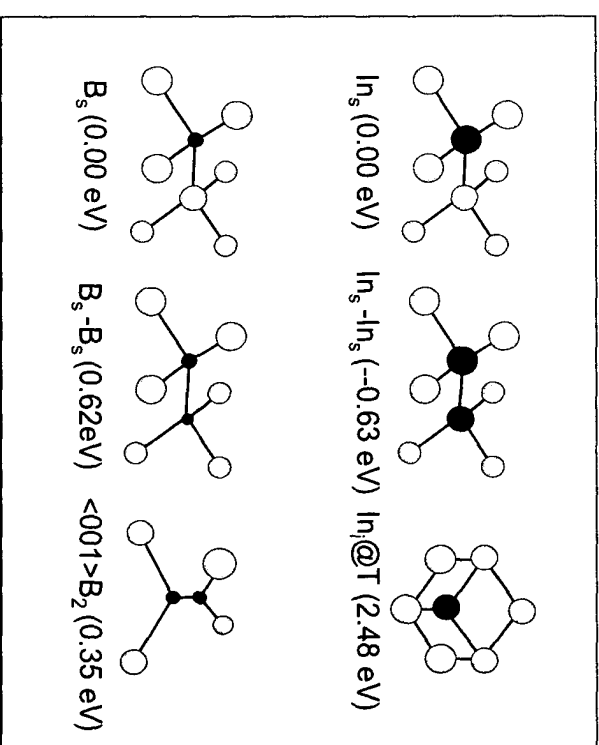


Fig. 1 Schematic illustrations of some of the calculated models. The numbers in parentheses are formation energies for each model, where the reference energies for the In, B, and Si atoms are that of substitutional B, substitutional In and silicon crystal, respectively. The models are abbreviated as follows: substitutional In (In_S), two neighboring substitutional In ($\text{In}_S\text{-In}_S$), interstitial In at the T-site ($\text{In}_T@T$), substitutional B (B_S), two neighboring substitutional B ($\text{B}_S\text{-B}_S$), $<001>$ split interstitial B_2 ($<001>\text{B}_2$). The most remarkable feature is that the formation energy of $\text{In}_S\text{-In}_S$ is negative. The model of $\text{split}<001>\text{In}_2$ corresponding to $<001>\text{B}_2$ is not calculated, because preliminary calculation with single *k*-point showed that this configuration energetically much unfavorable compared to split $<110>\text{In}_2$ (1.32 eV) (not shown in this figure) due to elastic stress.